

Е. А. Ишина, С. Б. Михайлов, Е. Л. Берстенёва
УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург
С. В. Гладковский
ИМАШ УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия,
e.a.ishina@gmail.com

РЕВЕРТИРОВАННЫЙ АУСТЕНИТ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МСС НА FE-NI-W-CO-MO ОСНОВЕ

Показано влияние формирования в структуре МСС деформационно нестабильного ревертированного аустенита на получении повышенного уровня механических свойств.

Ключевые слова: ревертированный аустенит, мартенсит деформации, прочность, ударная вязкость, механизм разрушения.

Influence of unstable at deformation reverted austenite in maraging steels microstructure on obtaining the increased level of mechanical properties is shown.

Key words: reverted austenite, strain-induced martensite, durability, impact strength, fracture mechanism.

Хорошо известно, что при проведении термической обработки инструментальных сталей может возникнуть значительная деформация, связанная с внутренними напряжениями. С целью устранения данного недостатка было предложено использовать мартенситно-стареющие стали (МСС) в качестве материала для штампового инструмента, работающего в условиях интенсивного износа при повышенных температурах, соответствующих области развития обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода. При этом одним из эффективных методов повышения вязкости и трещиностойкости высокопрочных МСС рассматривается формирование в их структуре регламентированной доли ревертированного аустенита, являющегося метастабильным по отношению к пластической деформации. Положительное влияние γ -фазы на сопротивление разрушению в этом случае связывается не только с ее пластифицирующим действием в результате образования вязких пленочных прослоек аустенита по границам мартенситных пакетов, но и с развитием деформационного полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

В этой связи на примере МСС 03Н17В10К10МТ с повышенным содержанием вольфрама представлялось целесообразным изучить влияние аустенитной фазы на механические свойства и сопротивление хрупкому разрушению. Известно, что МСС такой композиции имеют высокие прочностные свойства, но при этом являются достаточно хрупкими.

В работе изучалось влияние деформационной стабильности ревертированного аустенита в структуре МСС 03Н17В10К10МТ с повышенным содержанием вольфрама, на комплекс механических свойств при растяжении и ударную вязкость. Для этого образцы после закалки, совмещенной с процессомковки при 1200 °С, подвергались старению в течении 3 ч в двухфазной ($\alpha+\gamma$) области при температурах 520, 560 и 600 °С. Согласно рентгеноструктурного анализа после старения при температуре 600 °С зафиксировано наибольшее количество ревертированного аустенита: 11 % (табл. 1).

Как видно из данных таблицы, в закаленном состоянии сталь 03Н17В10К10МТ имеет достаточно высокие значения ударной вязкости KCV. Однако при проведении старения наблюдается резкое снижение характеристик пластичности и ударной вязкости. Факторами резкого снижения пластических свойств и сопротивления хрупкому разрушению, по-видимому, является избыточное легирование элементами, образующими упрочняющие фазы, неблагоприятное распределение и форма неметаллических включений.

Таблица 1

Влияние температуры старения на механические свойства образцов стали 03Н17В10К10МТ предварительно закаленных в воду от температурыковки 1200 °С

Режим термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²	$\gamma_{исх}/\gamma_{излом}$, %
Закалка 1200 °С	1090	1150	12	65	1,75	-
+ Старение 520 °С (3 ч)	2240	2320	4	24	0,137	6/-
+ Старение 560 °С (3 ч)	-	-	-	-	0,07	5/4
+ Старение 600 °С (3 ч)	2340	2410	4,5	40	0,145	11/9

Вместе с тем проведение старения при температуре 600 °С, вызывает повышение как прочностных свойств, так и пластичности, несмотря на присутствие в структуре только 11 % ревертированного аустенита. Улучшение ударной вязкости KCV можно связать с ПНП эффектом, т. е. образовавшаяся при данном режиме обработки γ -фаза является деформационно-метастабильной, следовательно, возможен $\gamma \rightarrow \alpha$ переход.

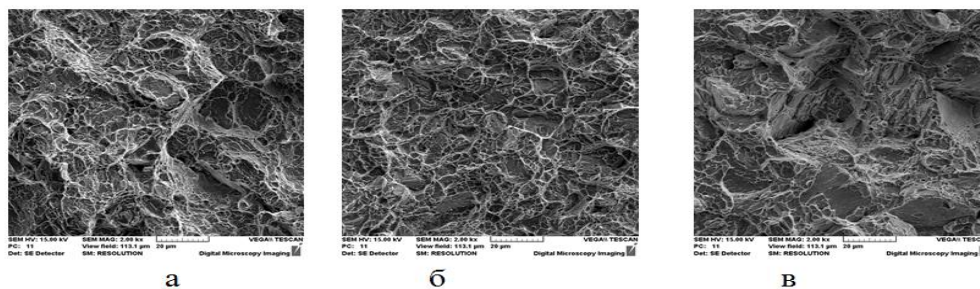


Рис. 1. Микростроение изломов (x2000) стали 03Н17В10К10МТ при закалке 1200 °С и температурах старения: а – 520 °С, б – 560 °С, в – 600 °С.

На рис. 1 *а, б, в* представлено микростроение изломов в зависимости от температуры старения. В случае старения при температуре 520 °С (рис. 1, *а*) в изломе, помимо вязких ямок, можно наблюдать участки микрорельефа поверхности, характерные для смешанного механизма разрушения. Старение при температуре 560 °С приводит к резкому снижению пластических свойств. Это подтверждается видом поверхности разрушения с характерными элементами ручьистого кристаллического излома (рис. 1, *в*). В случае высокотемпературного старения при 600 °С (рис. 1, *б*) при формировании в структуре до 11 % ревертированного аустенита излом оказывается более вязким. В нем увеличивается количество участков ямочного излома и при этом видны ямки различных размеров.

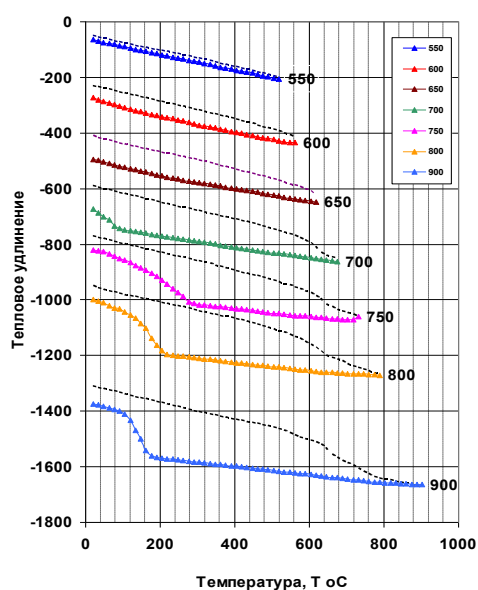


Рис.2 - Влияние температуры нагрева на вид дилатотермических кривых охлаждения образцов сплава 03Н17В10К10МТ (время изотермы 30 мин)

Следует отметить, что проведение дополнительной двойной закалки (920 + 820 °С) с последующим нагревом в двухфазную ($\alpha + \gamma$) область приводит к образованию до 47 % ревертированного аустенита. С целью выяснения причин данного экспериментального факта провели контрольную регистрацию температурных интервалов фазовых превращений при нагреве и охлаждении образцов стали диаметром 4 мм длиной 50 мм. В качестве метода выявления температурных интервалов превращений использовалась дилатометрическая методика на основе дифференциального дилатометра Шевенара фирмы «Амслер», эталоном использовался сплав «пирос». Необходимые нагревы, изотермическая выдержка в течение

30 мин. и последующее охлаждение осуществлялись непосредственно в дилатометре. С целью анализа состояния фазового состава при комнатной температуре проводились измерения намагниченности образцов с использованием магнитометра Штейнберга.

При варьировании температурами нагрева интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения зафиксированы варианты изменения вида дилатометрических кривых (рис. 2). Так при охлаждении после нагрева на температуры ниже 650 °С мартенситное превращение не фиксируется. При более высоких температурах нагрева четко проявляется перегиб, соответствующий мартенситному превращению. По этому перегибу оценивалась температура начала мартенситного превращения (M_n). Результаты представлены верхним графиком на рис. 3.

Для этой кривой характерно, что после нагрева на 900 °С начало мартенситного превращения соответствует температуре порядка 180 °С (пунктирная горизонтальная линия). При этом, в случае нагрева в нижний интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, начало мартенситного превращения выявляется ниже этого уровня, а при нагреве в верхний интервал – выше. Эта особенность совмещена с изменением количества аустенитной фазы, как при аустенизации (средняя кривая, рис. 3), также и после охлаждения (нижняя кривая, рис. 3). Последняя кривая отражает изменение количества ревертированного остаточного аустенита по кривой с максимумом. Как правило, изменение количества ревертированного остаточного аустенита связано с изменением содержания легирующих элементов в твердом растворе аустенита при аустенизации, в частности перераспределением Ni. В нашем случае содержание Ni в аустените контролируется как минимум двумя процессами. В первую очередь, это результат выделения интерметаллидной фазы типа Ni_3Ti в процессе старения при температурах 400–550 °С. Второй механизм связан с перераспределением Ni между ферритом и аустенитом в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения на первых стадиях $\alpha \rightarrow \gamma$ аустенизации.

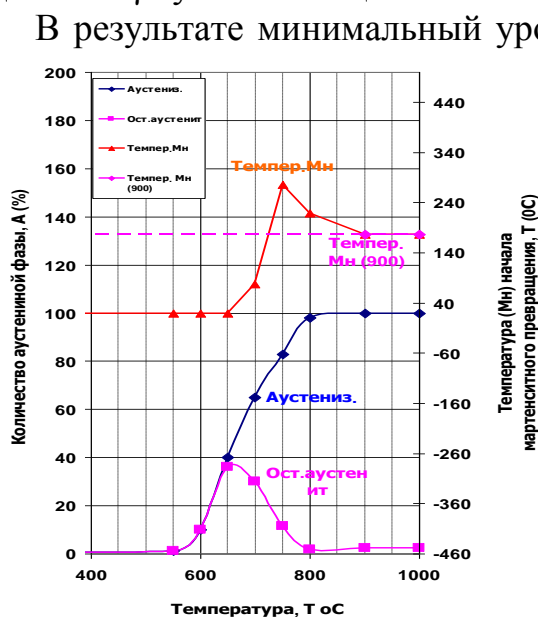


Рис.3 - Влияние температуры нагрева на фазовый состав при аустенизации, количество остаточного аустенита и на начало мартенситного превращения в

на состояния после нагрева в высокотемпературную область $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, когда на фоне почти 100 % аустенита полностью не прошло растворение интерметаллидных фаз. Для этого состояния при охлаждении характерно особое, двухстадийное, протекание мартенситного превращения и соответственно получение структур, для которых при последующем нагреве имеет место смещение интервала аустенизации, а значит, и смещение кривой изменения количества ревертированного аустенита, именно с этим и связано его anomальное количественное пове-

дение после предварительных нагревов до 800 °С.

Таким образом, проведенные эксперименты показали, что введение в структуру МСС 03Н17В10К10МТ ревертированного остаточного аустенита может положительно сказаться на уровне ударной вязкости при сохранении высокопрочного состояния. При этом критическим моментом является регламентирование количества и деформационной стабильности ревертированного остаточного аустенита. Показано, что оптимизация этих

условий может быть реализована подбором режимов предварительной термической обработки в интервале обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения стали. При анализе влияния температуры нагрева в высокотемпературную область $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения сплава 03Н17В10К10МТ установлено, что при последующем охлаждении от 750–820 °С имеет место как минимум два варианта мартенситного превращения. Высказано предположение, что данное обстоятельство может быть причиной изменения количества ревертированного аустенита в структуре сплава 03Н17В10К10МТ при последующем проведении старения в интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. На основании проведенного исследования установлено, что увеличение количества γ -фазы с повышением температуры старения не оказывает заметного положительного влияния на величину ударной вязкости и пластические свойства стали вследствие из-за общего пониженного уровня вязкости стали в состаренном состоянии и повышенной деформационной стабильности ревертированного аустенита, а следовательно, и низкой интенсивности его превращения в мартенсит деформации.